



KOREAN PATENT ABSTRACTS

(11)Publication number: 1999-0034162

(43)Date of publication of application:

May 15, 1999

(21)Application number: 1019970055661

(22)Date of filing: 28.10.1997

(71)Applicant:

POSCO

(72)Inventor:

HAN, SEONG HO
KIM, SEONG JIN

(51)Int. Cl

B21B 3 /00

(54) METHOD FOR MANUFACTURING BAKE HARDENABLE LOW CARBON COLD ROLLED STEEL SHEET
WITH IMPROVED FORMABILITY

(57) Abstract:

PURPOSE: Provided is a method to produce bake hardenable low carbon cold rolled steel sheet with a tensile strength of 30 to 35 kgf/mm² and improved bake hardenability of 3.0 to 5.0 kgf/mm², which is valid range for aging resistance at ambient temperatures while confirming excellent formability without modification of conventional continuous annealing process only by addition of Mn, S, N and a trace of Ti. CONSTITUTION: The method includes the steps of soaking a Ti added low carbon aluminum killed steel comprising C 0.03 to 0.05 wt.%, Mn 0.1 to 0.6 wt.%, P 0.008 to 0.09 wt.%, S 0.02 to 0.05 wt.%, Soluble-Al 0.02 to 0.08 wt.%, 0.006 wt.% or less of N, Ti 0.015 to 0.05 wt.% at above 1200°C wherein Ti is incorporated to satisfy the relationship of $Ti \leq (48/14)N + (48/32)S$; finish hot rolling the soaked Ti added low carbon aluminum killed steel at 900 to 950°C; winding the hot rolled Ti added low carbon aluminum killed steel at 700 to 750°C; cold rolling the hot rolled low carbon aluminum killed steel at a reduction rate of 75 %; quenching the cold rolled Ti added low carbon aluminum killed steel at 800 to 860°C at a cooling rate of 30 to 50°C/sec; continuous annealing the cold rolled Ti added low carbon aluminum killed steel for overaging; and temper rolling it at a reduction rate of 1.0 to 2.0 %.

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(51) .Int. Cl. B21B 3/00		(11) 공개번호 (43) 공개일자	특1999-0034162 1999년05월15일
(21) 출원번호	10-1997-0055661		
(22) 출원일자	1997년10월28일		
(71) 출원인	포항종합제철 주식회사, 이구택 대한민국 617-040 경상북도 포항시 남구 괴동동 1번지		
(72) 발명자	김성진 대한민국 790-075 경상북도 포항시 남구 괴동동 포항종합제철소내 한성호 대한민국 790-075 경상북도 포항시 남구 괴동동 포항종합제철소내		
(74) 대리인	홍성철		
(77) 심사청구	없음		
(54) 출원명	성형성이 우수한 소부경화형 저탄소 냉연강판의 제조방법		

요약

본 발명은 특별한 연속소둔설비의 개조 없이 열연단계에서 부터 석출하여 강중에 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 MnS 및 Ti 계 고온 석출물의 적정 크기 및 분포 밀도 제어를 통해 저탄소강에서 적정 성형성과 소부경화성을 확보함으로써 상온 내시효성을 확보하기 위해 Mn, S 및 Ti 등의 원소들에 의한 성분 제어 및 제조 조건을 엄격하게 제어하여 통상의 방법으로 연속소둔함으로써 성형성이 우수하며 3.0~5.0kgf/mm²의 적정 소부경화성을 가진 인장강도 30~35 kgf/mm² 급의 저탄소 소부경화형 냉연강판을 제조하는 방법을 개시한다.

본 발명의 성형성이 우수한 저탄소 소부경화형 냉연강판의 제조방법은, 중량%로, C:0.03~0.05%, Mn:0.1~0.6%, P:0.008~0.09%, S:0.02~0.05%,가용(Soluble)Al:0.02~0.08%, N:0.006% 이하, Ti:0.015~0.05% 를 함유하면서 Ti≤(48/14)N + (48/32)S의 관계를 만족하도록 Ti를 첨가한 저탄소 Al 킬드강을 1200℃ 이상에서 균질화 열처리후 900~950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연, 700~750℃의 온도범위에서 권취 후 약 75%의 냉간압연 및 800~860℃의 온도범위에서 통상의 조건인 30~50℃/초로 급냉후 경사과시효를 행하는 연속소둔을 실시하고 1.0~2.0%의 조질압연을 실시하는 것을 기술 요지로 한다.

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 자동차의 내외판재등에 사용되고 있는 냉연강판의 제조 방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 우수한 성형성을 가지는 소부경화형 저탄소 냉연강판의 제조 방법에 관한 것이다.

최근 자동차 경량화에 의한 연비 향상과 차체의 경량화를 목적으로 자동차용 냉연강판의 고강도화 및 성형성 향상에 대한 요구가 한층 커지고 있다. 자동차용 냉연강판에 요구되는 특성으로는 항복강도, 인장강도, 양호한 프레스 성형성, 스폿트(Spot) 용접성 및 도장 내식성 등이 있다.

일반적으로 강판은 성형성과 강도는 서로 상반된 특징을 나타내는 것이 보통이다. 냉연강판에 있어서 이와 같은 양 특성을 만족시킬 수 있는 강으로서는 복합 조직강과 소부경화형 냉연강판이 있다. 일반적으로 용이하게 제조할 수 있는 복합 조직강은 인장강도가 40kgf/mm² 이하인 강에서 프레스 성형시 연질강판에 가까운 항복강도를 가지므로 연성이 우수하며 프레스 성형후 도장 소부(Baking)처리시 가하는 온도에 의해 항복강도가 증가하는 강으로서 강도가 증가하면 성형성이 열화하는 종래의 냉연강판에 비해 매우 이상적인 강으로 주목받고 있다.

소부 경화는 강중에 고용된 침입형 원소인 탄소나 질소가 자동차 소부 처리와 같은 고온처리시 변형 과정에서 생성된 전위를 고착하여 발생하는 일종의 변형 시효를 이용한 것으로 고용탄소 및 질소가 증가하면 소부경화량은 증가하나 과다한 고용원소의 함유로 인해 상온 시효를 수반하여 성형성을 악화하게 되므로 적절한 양의 고용원소 제어가 매우 중요하다.

일반적으로 소부경화성을 가지는 냉연강판의 제조 방법으로서는 P 첨가 저탄소 Al 킬드(Killed)강을 단순히 저온에서 권취, 즉 열연 권취 온도가 400~500℃ 온도 범위인 저온 권취를 이용하여 장시간 소둔하는 상소둔법에 의해 소부경화량이 약 4~5kgf/mm² 정도의 강을 제조하는 방법이 주로 사용되었다. 이는 상소둔에 의해 성형성과 소부경화성의 양립이 보다 용이하기 때문이었다. 연속소둔법에 의한 P 첨가 Al 킬드강의 경우 비교적 빠른 냉각속도를 이용하기 때문에 소부경화성의 확보가 용이한 반면 급속가열, 단시간 소둔에 의해 고용원소의 과다한 첨가에 의한 성형성 악화의 문제점이 있어 가공성이 요구되지 않는 자동차의 외판에만 제한되고 있다. 최근 제강 기술의 비약적인 발전에 힘입어 강중에 적정 고용 원소량의 제어가 가능하고 Ti 또는 Nb 등의 강력한 탄질화물 형성원소를 첨가한 극저탄소 Al 킬드강판의 사용으로 성형성이 매우 우수하며 소부경화성을 가지는 냉연강판이 제조되어 내덴트성이 요구되는 자동차 외판재용으로서의 사용이 증가 추세에 있다.

일본 특허 공보 소 63004899 호에서는 C:0.005~0.015%, S+N 함량 0.005%의 Ti 및 Ti,Nb 복합첨가 극저탄소 냉연강판에 대하여 개시하고 있으며, 일본 특허공보 소 57089437 호에서는 C: 0.005% 이하의 Ti,Nb 복합첨가강을 이용하여 소부경화량이 약 4 kgf/mm² 이상인 냉연강판의 제조 방법에 대해 개시하고 있다. 이러한 방법은 Ti,Nb 첨가량 또는 소둔시 냉각속도를 제어함으로써 강중 고용탄소를 적절히 제어하여 재질의 열화를 방지하면서 적정 소부경화성을 부여하는 것이다.

한편, 연속소둔법에서 저탄소강을 이용한 내시효성과 소부경화성을 확보하기 위한 방법으로서 일본 특허공보 평 5055573 호의 경우 C:0.01~0.06%, S:0.002~0.025%, Mn:0.05~0.04%로 제어하고 슬라브 재가열 온도를 1000~1130℃로 저온 가열한 냉연강판을 연속소둔시 50~200℃/초의 급속냉각, 200~310℃에서 수초간 유지후 재가열 및 경사과시효를 이용한 내시효성이 우수한 소부경화형 저탄소 냉연강판의 제조 방법에 대해 소개하고 있다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

그러나 Ti 또는 Ti,Nb 복합첨가 극저탄소강의 경우 극저탄소강의 제조를 위해서는 제강단계에서 진공 탈가스(Vacuum Degassing) 공정의 추가 및 적정 소부경화량의 확보를 위해 Ti 및 질소, 황 등의 엄격한 제어가 필요하게 되므로 원가 상승에 대한 문제가 발생한다. 또한 Nb 첨가 극저탄소강의 경우도 진공 탈가스 공정의 추가 및 특수 원소 첨가에 따른 원가 상승과 더불어 고온 소둔에 의한 작업성 악화 등의 문제가 초래된다.

또한, 일본 특허공보 평5055573호에 개시된 방법은 성분의 엄격 제어 뿐만 아니라 연속소둔시 급냉후 재가열, 경사과시효라는 특수한 소둔 방법을 이용하고 있기 때문에 내시효성과 소부경화성을 가지는 냉연강판을 제조하기 위해서는 소둔 설비의 전면 개조가 불가피하며 저온 슬라브 재가열 온도로 인해 열간압연시 혼립 조직에 의한 재질 열화가 예상된다.

본 발명은 상기 설명한 종래 기술의 문제점을 해결하기 위하여 이루어진 것으로, 진공 탈가스에 의한 제조 원가 상승을 최소화함으로써 저탄소강에 의한 소부경화형 냉연강판을 제조하고자 하였으며, 연속소둔설비의 개조 없이 단순히 탄소, Mn, S,N 및 소량의 강력한 탄질화물 형성 원소인 Ti 를 첨가함으로써 통상의 연속소둔법에 의한 성형성이 우수하며 상온 내시효성을 억제할 수 있는 범위인 3.0~5.0 kgf/mm² 의 적정 소부경화성을 가진 인장강도 30~35 kgf/mm² 의 Al 킬드 저탄소 소부경화형 냉연강판을 제조하는 방법을 제공하는데 그 목적이 있다.

발명의 구성 및 작용

상기 목적을 달성하기 위한 본 발명의 성형성이 우수한 저탄소 소부경화형 냉연강판의 제조 방법은, 중량%로, C:0.03~0.05%, Mn:0.1~0.6%, P:0.008~0.09%, S:0.02~0.05%,가용(Soluble)Al:0.02~0.08%, N:0.006% 이하, Ti:0.015~0.05% 를 함유하면서 $Ti \leq (48/14)N + (48/32)S$ 의 관계를 만족하도록 Ti 를 첨가한 저탄소 Al 킬드강을 1200℃ 이상에서 균질화 열처리후 900~950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연, 700~750℃의 온도범위에서 권취후 약 75%의 냉간압연 및 800~860℃의 온도범위에서 통상의 조건인 냉각속도 30~50℃/초로 급냉후 경사과시효를 행하는 연속소둔을 실시하고 1.0~2.0%의 조질압연을 실시하는 구성이다.

이하 본 발명을 상세하게 설명한다.

우선, 본 발명에서의 합금 성분 및 제조 방법에 관해 설명한다.

탄소(C)는 고용강화와 소부경화 효과를 나타내는 원소로서 그 함유량이 적을수록 성형성 및 내시효성 향상에 유리하다. 탄소함량이 0.03% 이하인 경우 탄소함량을 낮추기 위해 제강 단계에서 진공 탈가스 등의 작업 추가에 의해 제조 원가 상승이 예상되어 원가 상승을 최소화하고자 하는 본 발명 목적에 위배된다. 또한 탄소 함량이 0.05% 이상인 경우 첨가되는 Ti 함량에 비해 탄소량이 매우 많으므로 강중 고용탄소량이 과다하게 되어 상온 내시효성이 확보되지 않아 프레스 성형시 스트레처 스트레인 발생하게 되므로 성형성과 연성이 저하된다.

망간(Mn)은 연성의 손상 없이 입자를 미세화시키며 강중의 황을 완전히 MnS 로 석출시켜 FeS 의 생성에 의한 열간취성을 방지하기 위한 원소이며, 특히 저탄소강에서 성형성 향상 및 상온 내시효성 방지와 더불어 열연 단계에서 부터 석출함으로써 탄화물의 우선 핵생성 사이트(Site)로서 작용하는 강중 MnS 및 Ti 계 석출물중 MnS 석출물을 형성시키는 매우 중요한 원소이다. 따라서 망간 함량이 0.1% 이하인 경우 강도의 저하와 더불어 적정 MnS 석출물 크기의 제어 및 석출물 양이 적어지며 0.6% 이상 첨가될 경우 고용강화에 의해 강도는 급격히 증가하는데 비해 연성의 저하가 불가피하게 되며, 또한 적정 소부경화성 확보를 위한 적정 MnS 석출물 크기 및 분포를 확보하기 위해서는 황의 함량이 증가하게 되어 재질의 열화가 발생하게 되므로 그 함량을 0.1~0.6%로 제한한다.

인(P)은 내시효성 개선에는 큰 영향이 없는 원소이나 강중에서 고용강화 효과가 가장 큰 치환형 합금 원소로서 면내 이방성을 개선하고 강도를 증진시키는 역할을 한다. 그러나 인의 함량이 0.008% 이하인 경우 상술한 효과는 얻을 수 없으며, 0.09% 이상으로 첨가한 경우 급격한 강도 상승과 더불어 입계에 편석하여 재료를 취화시키는등 연성의 저하가 불가피하므로 그 첨가량을 0.008~0.009% 로 제한한다.

황(S)은 고온에서 망간과 더불어 MnS 또는 Ti 첨가에 의해 또다른 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 TiS 황화물로 석출한다. 그러나 황의 함량이 0.02% 이하인 경우 적정 MnS 석출물의 크기 및 분포를 확보하기가 어려우며 0.05% 이상으로 첨가될 경우 적정 탄화물 핵생성 사이트 크기 및 분포 제어를 통해 적정 소부경화성을 얻기 위해서는 망간의 첨가량이 상대적으로 많아져 강도 상승에 따른 연성의 저하가 불가피하므로 그 첨가량을 0.02~0.05%로 제한함이 바람직하다.

알루미늄(Al)은 강의 탈산 및 탈질을 위해 첨가하는 원소로서 0.02% 이하로 첨가될 경우 강중에 산화개재물이 많아져 가공성이 열화되는등 기계적 성질에 불리하다. 또한, 0.08% 이상으로 과다하게 첨가될 경우 재질의 경화 및 제조 비용의 상승을 초래하게 되므로 그 함량을 0.02~0.08%로 제한함이 바람직하다.

질소(N)는 본 발명에서 제시하는 탄소 범위내에서 입내 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 MnS, TiN 및 TiS 석출물 중 TiN 석출을 도모함으로써 적정 소부경화성과 성형성을 확보하기 위한 본 발명에서 매우 중요한 원소로서 다량의 첨가가 요구된다. 그러나 그 함량은 0.0060% 이상이 될 경우 다량의 TiN 석출을 위한 Ti 첨가량이 과도하게 증가하여 제조원가 상승은 물론 재질의 열화가 예상되므로 그 함량을 0.0060% 이하로 제한할 필요가 있다.

Ti는 저탄소강에서 과도한 강중 고용탄소에 의한 성형성 및 시효 열화를 방지하고 적정 소부경화성을 얻을 수 있는 적정 고탄소량 확보를 위해 입내 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 MnS 석출물 외의 또다른 Ti계 고온 석출물인 TiN 및 TiS를 석출시키는 원소이다. 그러나 Ti가 0.015% 이하로 첨가될 경우 탄화물 핵생성 사이트인 Ti계 석출물의 절대량 감소로 강중 고용탄소 증가에 의한 성형성 및 내시효성의 열화가 예상되며 Ti를 0.05% 이상으로 첨가할 경우 과도한 Ti첨가에 의한 제조원가 상승은 물론 Ti계 석출물의 양의 증가와 더불어 TiC 석출물이 생성되므로 TiC 석출에 기인한 석출경화 현상이 발생되어 오히려 성형성이 열화되는 문제가 발생되므로 가능한 그 범위를 좁게 관리할 필요가 있다. 따라서 Ti계 석출물 생성에 의한 탄화물 핵생성 사이트의 작용으로 안정한 소부경화성을 얻기 위해서는 Ti량의 범위를 0.015~0.05% 이면서 $Ti \leq (48/14)N + (48/32)S$ 의 범위로 제한할 필요가 있다.

상기 조성으로 전로에서 용해후 연속주조된 슬라브(Slab)는 열간압연 전의 오스테나이트 조직이 충분히 균질화될 수 있는 1200℃ 이상에서 가열하여 Ar₃ 온도 직상인 900~950℃의 온도 범위에서 열간압연을 마무리한다.

슬라브 균열 온도가 1200℃ 이하인 경우 강의 조직이 균일한 오스테나이트 결정립이 되지 못하여 혼립이 발생하게 되며 특히 강중에서 석출물이 조대화되는 문제점 등이 발생하게 되므로 탄화물 핵생성 사이트로서 역할을 할 수 있는 MnS 및 Ti계 석출물의 적정 크기 제어가 어려워 적정 소부경화성의 확보가 어렵다.

열연 마무리 온도가 900℃ 이하일 경우 열연코일의 상부(Top), 하부(Tail) 및 가장자리가 단상 영역으로 되어 면내 이방성 증가 및 성형성이 열화된다. 또한 950℃ 이상인 경우 현저한 조대립이 발생하여 가공후에 표면에 오렌지필(Orange Peel)등의 결함이 생기기 쉽다.

상기 열간압연 가공후 열연판에 잔존하는 고용탄소에 의한 가공성 악화를 방지하기 위해 700~750℃의 고온 권취가 바람직하다. 그러나 권취온도가 750℃를 초과한 경우 이상립 성장이 발생하여 양호한 재질을 얻을 수 없으며, 또한 700℃ 이하인 경우 열연 조직의 세립화에 기인한 항복강도 상승 및 성형성 열화가 초래된다.

열간압연이 완료된 강은 통상의 방법으로 산세를 행한후 75%의 냉간압연율로 0.8mm 두께까지 냉간압연을 행하고 또한 통상의 방법인 승온 속도 8~10℃/초로 승온후 재결정이 완료되고 충분한 결정립 성장이 일어날 수 있는 800~860℃의 온도범위에서 균열 온도 열처리후 3~6℃/초의 냉각속도로 서냉, 30~50℃/초의 냉각속도로 급냉후 과시효 초기 온도 350~450℃에서 300~400℃의 온도로 3~5 분간 경사과시효 처리후 공냉하는 열처리를 행한다. 특히, 소둔 균열 온도가 860℃ 이상이 되면 고온 소둔으로 인한 연속소둔시 장력 제어가 어렵게 되며 버너의 수명이 감소되는등 작업성 악화가 예상되므로 그 온도 범위를 800~860℃으로 제한하는 것이 바람직하다.

상기와 같이 제조된 저탄소 Al 킬드강을 이용하여 적정 소부경화성과 더불어 내시효성을 확보하기 위한 수단으로 통상의 조질압연을 보다 다소 높은 1.0~2.0%의 조질압연을 행한다. 조질압연율이 1.0% 이하인 경우 상온에서 장시간 보전시 시효가 발생하여 항복강도가 증가하고 프레스 가공에 치명적인 항복점 연신율이 재현되는등 내시효성 측면에서 매우 불리하다. 그러나 조질압연율이 2.0% 이상인 경우 과다한 조질압연에 의한 가공경화가 발생하여 강도가 증가하고 연성이 저하되는등 재질의 열화가 발생한다.

이하에서는 실시예와 관련하여 본 발명을 보다 상세하게 설명한다.

아래의 표 1 은 탄소, 망간, 황 및 Ti를 엄격제어한 발명강과 비교강의 화학 성분 및 제조 조건을 나타낸 것으로 1~5번강이 발명강이며, 6~10번강이 비교강이다.

표 1

강종 (No.)	합금성분(중량%)								열간압연조건(℃)			비고
	C	Mn	P	S	Sol.Al	N	Ti	(48/14)N+(48/32)S	SRT	FT	CT	
1	0.023	0.170	0.013	0.022	0.037	0.0050	0.025	0.050	1250	900	700	발명강
2	0.022	0.110	0.014	0.023	0.032	0.0041	0.047	0.062	1200	911	700	"
3	0.044	0.110	0.013	0.026	0.038	0.0056	0.015	0.058	1250	901	712	"
4	0.038	0.110	0.014	0.026	0.025	0.0037	0.024	0.052	1250	900	700	"
5	0.038	0.110	0.014	0.026	0.030	0.0059	0.044	0.059	1257	905	710	"
6	0.032	0.005	0.010	0.007	0.043	0.0041	0.031	0.024	1250	900	700	비교강
7	0.027	0.015	0.015	0.030	0.048	0.0051	0.070	0.062	1200	900	700	"
8	0.062	0.025	0.017	0.012	0.039	0.0032	0.039	0.029	1250	905	720	"
9	0.026	0.099	0.011	0.042	0.040	0.0028	-	0.159	1250	900	700	"
10	0.041	0.170	0.010	0.021	0.037	0.0049	0.038	0.048	1030	915	700	"

상기 표 1의 강들을 열간압연하고 통상의 조건인 75%의 냉간압연을 행한후 또한, 승온 속도 8℃/초, 800℃의 소둔온도에서 균열처리후 5℃/초의 냉각속도로 서냉, 약 40℃/초의 냉각속도로 급냉처리후 과시효 초기 온도인 400℃에서 350℃까지 3분간 경사과시효 처리후 공냉하는 통상의 연속소둔 및 약 1.5%의 조질압연을 행한후 기계적 성질을 측정하였으며 그 결과를 표 2에 나타내었다.

표 2

강종	항복강도 (kgf/mm ²)	인장강도 (kgf/mm ²)	연신율 (%)	소부경화량 (kgf/mm ²)	시효지수 (kgf/mm ²)	비고
1	22.5	33.4	41.8	4.2	2.5	발명강
2	22.9	34.1	41.3	4.0	2.1	"
3	23.1	34.2	42.2	4.7	2.6	"
4	23.9	34.5	40.9	4.5	2.3	"
5	24.2	34.9	40.0	4.4	2.2	"
6	25.2	34.9	37.1	5.8	3.5	비교강

7	27.9	39.2	32.2	4.4	2.8	"
8	26.9	37.2	36.9	5.9	3.9	"
9	21.1	32.1	40.5	6.9	4.2	"
10	20.5	30.5	43.1	5.8	4.0	"

탄소:0.022~0.044%, 망간:0.11~0.17%, 인:0.013~0.014%, 황:0.022~0.026%, 질소:0.0037~0.0059%, Ti:0.015~0.047% 이면서 Ti 량의 범위가 $Ti \leq (48/14)N + (48/32)S$ 의 식을 만족하도록 Ti 량을 제어한 발명강 1~5 번은 소부경화량(BH)이 4.0~4.7kgf/mm², 연신율이 40~42.2%, 인장강도33.4~34.9 kgf/mm²을 나타내며 시효지수 3.0 kgf/mm² 이하로서 본 발명에 의해 성형성과 상온 내시효성이 우수한 소부경화형 저탄소 냉연강판을 제조할 수 있음을 알 수 있다.

6번강은 다른 성분들은 본 발명강의 성분 범위를 잘 만족하고 있으나 황의 함량이 0.007%로서 매우 낮으므로 강중에 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 MnS 및 TiS 석출물을 충분히 석출시키지 못하여 소부경화량이 5.8 kgf/mm² 로 매우 높아 시효지수 3.5 kgf/mm² 로서 상온 내시효성이 열화되었으며, 또한 Ti 량의 범위가 본 발명강의 제시 범위를 만족하고 있더라도 낮은 황의 함량으로 인해 첨가된 Ti 량이 Ti의 성분 규제범위인 $Ti \leq (48/14)N + (48/32)S$ 보다 높았기 때문에 강중에 TiC 석출물의 생성에 의한 석출경화의 발생으로 재질의 열화가 발생하였다.

7번강 또한 다른 성분들은 본 발명의 성분 규제 범위를 잘 만족하고 있으나 Ti 량이 매우 높아 과도한 Ti계 석출물에 의해 재질열화가 발생하였으며 또한 다량의 Ti 첨가에 의한 제조 원가 상승이 발생할 가능성이 있다.

8번강은 황의 함량이 0.012% 로서 본 발명의 규제 범위 보다 다소 낮아 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 MnS 및 TiS 석출물의 양이 작아졌으며 또한 탄소의 함량이 0.062% 로서 매우 높아 강중 고용탄소량이 충분히 석출되지 못하고 강중에 잔존하게 되어 재질의 열화와 더불어 소부경화량이 5.9 kgf/mm² 로서 매우 높아 상온 내시효성이 매우 열화되었다.

9번강은 다른 성분들은 본 발명의 성분 범위를 잘 만족하고 있으나 Ti 가 첨가되지 않아 Ti계 석출물에 의한 탄화물 핵생성 사이트로서의 효과는 없었으며 이에 따라 소부경화성이 6.9 kgf/mm² 로서 매우 높아 시효지수가 4.2kgf/mm² 로서 상온 내시효성이 열화되었다.

10번강은 모든 성분들이 본 발명의 성분 규제 범위를 잘 만족하고 있으나 제조조건에 있어서 슬라브 재가열온도가 본 발명강을 제조시 규정하는 조건 보다 낮은 1030℃ 이므로 탄화물 핵생성 사이트로 작용하는 석출물들이 저온 재가열에 의해 적정 크기 이상으로 조대하게 성장하게 되며 또한 석출물 분포 밀도가 감소하게 되므로 낮은 슬라브 재가열 온도에 의해 재질은 연화되었으나 소부경화량이 5.8kgf/mm² 로서 매우 높아 상온 내시효성이 열화되었다.

발명의 효과

따라서, 상술한 바와 같은 본 발명에 의하면 소부경화량이 3.0~5.0kgf/mm² 이고, 연신율이 40% 이상이며 인장강도가 30~35kgf/mm² 급의 성형성이 우수한 저탄소 소부경화형 냉연강판이 얻어진다.

(57) 청구의 범위

청구항 1.

중량%로, C:0.03~0.05%, Mn:0.1~0.6%, P:0.008~0.09%, S:0.02~0.05%,가용(Soluble)Al:0.02~0.08%, N:0.006% 이하, Ti:0.015~0.05% 를 함유하면서 $Ti \leq (48/14)N + (48/32)S$ 의 관계를 만족하도록 Ti 를 첨가한 저탄소 Al 킬드강을 1200℃ 이상에서 균질화 열처리후 900~950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연, 700~750℃의 온도범위에서 권취후 약 75%의 냉간압연 및 800~860℃의 온도범위에서 통상의 조건인 냉각속도 30~50℃/초로 급냉후 경사과시효를 행하는 연속소둔을 실시하고 1.0~2.0%의 조질압연을 실시하는 것을 특징으로 하는 성형성이 우수한 저탄소 소부경화형 냉연강판의 제조 방법.